

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-321748
(43)Date of publication of application : 14.11.2003

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
C21D 9/46
C22C 38/14
C22C 38/58

(21)Application number : 2002-126690
(22)Date of filing : 26.04.2002

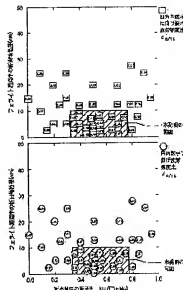
(71)Applicant : JFE STEEL KK
(72)Inventor : TOYODA SHUNSUKE
SHIOZAKI TAKESHI
FUNAKAWA YOSHIMASA
TOMITA KUNIKAZU
UEI SEISHI
YABUMOTO SATORU

(54) HIGH TENSILE STRENGTH WELDED STEEL TUBE HAVING EXCELLENT WORKABILITY AND FATIGUE PROPERTY, PRODUCTION METHOD THEREOF AND STEEL STRIP FOR WELDED STEEL TUBE STOCK

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high tensile strength welded steel tube which has a strength satisfying a tensile strength of ≥ 590 MPa and combines excellent workability and excellent fatigue properties, and to provide a production method thereof.

SOLUTION: The high tensile strength welded steel tube has a composition containing, by weight, 0.035 to 0.185% C, 0.75 to 1.95% Mn, 0.01 to 0.49% Mo, 0.010 to 0.145% Ti, 0.011 to 0.10% Al, $\leq 0.03\%$ P, $\leq 0.004\%$ S, $\leq 0.006\%$ N and $\leq 0.004\%$ O, and the balance substantially Fe. The fraction of a ferritic structure in which (Ti, Mo) multiple carbides with a particle diameter of ≤ 10 nm satisfying, by an atomic ratio, $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo}) = 0.33$ to 0.77 are precipitated in the structural face is 60 to 100%.



* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1]By weight %, C:0.035 to 0.185%, Mn:0.75-1.95%, Mo: 0.01-0.49%, Ti:0.010-0.145%, aluminum : 0.011 to 0.10%, P:0.03% or less, S:0.004% or less, N:0.006% or less, and O:0.004% or less, the remainder consists of Fe(s) substantially and particle diameter at 10 nm or less. A high tension welded steel pipe a ferrite where complex carbide which is $Mo/(Ti+Mo) = 0.33-0.77$ in an atomic ratio (Ti, Mo) deposited excelled [welded steel pipe] in processability characterized by being 60 to 100% at a rate of an organization region, and fatigue characteristics.

[Claim 2]By weight %, Si:0.005-1.50%, Cr:0.01-0.24%, Nb : 0.001 to 0.060%, V:0.001 to 0.050%, W:0.001 to 0.50%, nickel:0.01-0.50%, Cu : 0.01 to 0.24%, B:0.0001 to 0.0006%, Ca:0.0001-0.0040%, REM: A high tension welded steel pipe excellent in processability according to claim 1 and fatigue characteristics containing one or more of 0.0001 to 0.0040% of sorts.

[Claim 3]A high tension welded steel pipe excellent in the processability according to claim 1 or 2 filling (1) type of the following expressed with weight % of Ti, Mo, and N, and fatigue characteristics.

$0.15 \leq (Ti-(48/14) N) / Mo \leq 1$ (1)

[Claim 4]In manufacturing the welded steel pipe according to any one of claims 1 to 3, After heating steel slab of the above-mentioned presentation at not less than 1150 **, hot-rolling which makes finishing rolling temperature not less than 850 ** is performed, cooling to 700 ** or less within after [finishing rolling] 5 seconds --- more than 600 ** --- a manufacturing method of a high tension welded steel pipe which is excellent in processability rolling round at -675 **, considering it as a hot-rolling steel strip, and forming a tube after pickling and a slit, and fatigue characteristics.

[Claim 5]Have the component composition of claim 1 or claim 2, and particle diameter at 10 nm or less. A steel strip for high tension welded steel pipe raw materials a ferrite where complex carbide which is $Mo/(Ti+Mo) = 0.33-0.77$ in an atomic ratio (Ti, Mo) deposited excelled [steel strip] in processability characterized by being 60 to 100% at a rate of an organization region, and fatigue characteristics.

[Claim 6]A steel strip for high tension welded steel pipe raw materials excellent in the processability according to claim 5 filling (1) type of the following expressed with weight % of Ti, Mo, and N, and fatigue characteristics.

$0.15 \leq (Ti-(48/14) N) / Mo \leq 1$ (1)

[Translation done.]

* NOTICES *

JP0 and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2**** shows the word which can not be translated.
- 3In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention]This invention has and bends the intensity of 590 or more MPa of tensile strength, combines processability required for fluid pressure, expansion, pipe shrinking, shaping that compounded these, etc., and outstanding fatigue characteristics, and relates to a suitable high tension welded steel pipe for structural members, such as a car and a motorcycle, a manufacturing method for the same, and its steel strip for raw materials.

[0002]

[Description of the Prior Art]Application of the high tension welded steel pipe from a viewpoint of the weight saving of the body and high-rigidity-izing to automobile structural members, such as a suspension arm, a suspension member, an axle beam, a stabilizer, a frame, and a shaft, is considered, and the high tension steel pipe suitable for these is called for strongly. The art about the high tension welded steel pipe applied to such an automobile structural member until now is proposed variously.

[0003]In JP,11-279697.A, C-Si-Mn-Cr is rolled round below 250 ** after hot-rolling the steel slab used as the main ingredients, Having the complex tissue which consists of a ferrite, remainder martensite, and bainite is indicated by the art about the electroseamed steel pipe by which it is characterized, and it to JP,11-279699.A. The art about the electroseamed steel pipe having the complex tissue which rolls round below 600 ** after hot-rolling the steel slab which uses C-Si-Mn as the main ingredients, or contains further pickling, cold-rolling, and 5 to 10% of metastable austenite that carried out continuous annealing after hot-rolling is indicated. according to such art, tensile strength (TS) is comparatively good in the range of 550 - 780MPa -- although it is extended and (EI) is obtained, there is a problem in fatigue characteristics.

[0004]The art in which TS obtains the machinery electroseamed steel pipe of 810 - 920MPa is indicated by JP,5-302121.A by annealing the steel slab which uses C-Si-Mn-Nb-Mo as the main ingredients after hot-rolling, cold-rolling, and **** tubulation. However, with this art, there is a problem from which fatigue characteristics, especially the fatigue characteristics after a fabricating operation are not fully acquired.

[0005]In the patent No. 3235168 gazette, C-Si-Mn-Nb-minute amount Ti is rolled round at 600-200 ** after hot-rolling the steel slab used as the main ingredients, Carrying out electric resistance welding is indicated by the art by which it is characterized, and it to JP,5-271859.A. The art rolling round and carrying out electric resistance welding of C-Si-Mn-Nb-minute amount Ti-B at 600-200 ** after hot-rolling the steel slab used as the main ingredients is indicated. The art carrying out electric resistance welding of the hot-rolling steel strip which uses C-Si-Mn-Nb-minute amount Ti-Mo as the main ingredients to JP,5-43980.A is indicated. According to these art, although the electric-resistance-welding part toughness in which TS is comparatively good in the range of 680 - 940MPa is acquired, there is a problem in the processability and fatigue characteristics, especially the fatigue characteristics after processing.

[0006]

[Problem(s) to be Solved by the Invention]By a Prior art, the high tension welded steel pipe which had the processability needed for structural members, such as a car, fatigue characteristics, especially the fatigue characteristics after a member fabricating operation is not obtained as mentioned above.

[0007]This invention was made in view of this situation, and is ****. Processability required for shaping etc. which the purpose had and bent the intensity of 590 or more MPa, and compounded fluid pressure, expansion, pipe shrinking, and these, It is providing a suitable high tension welded steel pipe for structural members which had outstanding fatigue characteristics, such as a car and a motorcycle, a manufacturing method for the same,

[0008]

[Means for Solving the Problem] In order to obtain a welded steel pipe which fills the opposite characteristics, such as intensity, processability, and fatigue characteristics, simultaneously, this invention persons changed various a chemical entity of a welded steel pipe, microstructures, and sludge existence states, and performed systematic experiment examination. As a result, a rate of a region of not less than 60% all over a ferrite which occupies with particle diameter of 10 nm or less. It found out that a welded steel pipe which fulfills desired intensity, processability, and fatigue characteristics by depositing minutely complex carbide which is $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo}) = 0.33\text{--}0.77$ in an atomic ratio (Ti, Mo) simultaneously was obtained.

[0009] It is completed based on such knowledge and this invention provides the following (1) ~ (6).

[0010] By weight %, (1) C: 0.035 to 0.185%, Mn: 0.75~1.95%, Mo: 0.01~0.49%, Ti: 0.010~0.145%, aluminum: 0.011 to 0.10%, P: 0.03% or less, S: 0.004% or less, N: 0.006% or less, and O: 0.004% or less, the remainder consists of Fe(s) substantially and particle diameter at 10 nm or less. A high tension welded steel pipe a ferrite where complex carbide which is $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo}) = 0.33\text{--}0.77$ in an atomic ratio (Ti, Mo) deposited excelled [welded steel pipe] in processability characterized by being 60 to 100% at a rate of an organization region, and fatigue characteristics.

[0011] In the above (1), by weight %, further (2) Si: 0.005~1.50%, Cr: 0.01~0.24%, Nb: 0.001 to 0.060%, V: 0.001 to 0.050%, W: 0.001 to 0.50%, nickel: 0.01~0.50%, Cu: 0.01 to 0.24%, B: 0.0001 to 0.0006%, Ca: 0.0001~0.0040%, REM: A high tension welded steel pipe excellent in processability containing one or more of 0.0001 to 0.0040% of sorts, and fatigue characteristics.

[0012] (3) A high tension welded steel pipe excellent in processability filling (1) type of the following expressed with weight % of Ti, Mo, and N in the above (1) or (2), and fatigue characteristics.

$0.15 \leq [\text{Ti}-(48/14)\text{N}]/\text{Mo} \leq 1$ (1)

[0013] (4) In manufacturing a welded steel pipe of a statement from the above (1) to either of (3), After heating steel slab of the above-mentioned presentation at not less than 1150 **, hot-rolling which makes finishing rolling temperature not less than 850 ** is performed, cooling to 700 ** or less within after [finishing rolling] 5 seconds — more than 600 ** — a manufacturing method of a high tension welded steel pipe excellent in processability rolling round at -675 **, considering it as a hot-rolling steel strip, and forming a tube after pickling and a slit, and fatigue characteristics.

[0014] (5) Have the above (1) or the component composition of (2), and particle diameter at 10 nm or less. A steel strip for high tension welded steel pipe raw materials a ferrite where complex carbide which is $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo}) = 0.33\text{--}0.77$ in an atomic ratio (Ti, Mo) deposited excelled [steel strip] in processability characterized by being 60 to 100% at a rate of an organization region, and fatigue characteristics.

[0015] (6) A steel strip for high tension welded steel pipe raw materials excellent in processability filling (1) type of the following expressed with weight % of Ti, Mo, and N in the above (5), and fatigue characteristics.

$0.15 \leq [\text{Ti}-(48/14)\text{N}]/\text{Mo} \leq 1$ (1)

[0016]

[Embodiment of the Invention] Hereafter, this invention is explained concretely. The most important point of the welded steel pipe of this invention is a point that the ferrite where the detailed (Ti, Mo) complex carbide which is 10 nm or less in particle diameter, and is $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo}) = 0.33\text{--}0.77$ in an atomic ratio deposited is 60 to 100% at the rate of an organization region. The welded steel pipe which has desired intensity, processability, and fatigue characteristics simultaneously by this is obtained. Thus, carrying out the detailed deposit of the carbide can attain high intensity-ization, without degrading fatigue characteristics and processability, and it is considered to be one of the factors that the amount of elements required in order to acquire the distance between the most neighbouring particles of a sludge required for an intensity rise decreases etc.

[0017] The size of the ferrite molar fraction of a steel pipe and the sludge in a ferrite and the relation of the bending characteristic are shown in drawing 1, the ratio of marginal bend—radii (bend radii of pipe center axis) rho (mm) by rotation ***** with which bending nature used a pressure die and inner steel together, and pipe outside d (mm) — value $\text{TS}/(\text{rho}/d)$ (MPa) which broke intensity TS (MPa) of the steel pipe by rho/d estimated. Bending nature becomes good, so that a value is large. Pressure die pushing force at this time was made into the maximum stress which it buckles and wrinkles do not generate. The number in a plot among a figure is a value of $\text{TS}/(\text{rho}/d)$. Drawing 1 shows that the outstanding bending characteristic beyond 400MPa is obtained for $\text{TS}/(\text{rho}/d)$ by depositing very detailed (Ti, Mo) complex carbide with a particle diameter of 10 nm or less all over the ferrite which occupies the rate of a region of not less than 60%. The size of the sludge in a ferrite was

started from the steel pipe, and it measured from the 400,000 times as many transmission electron microscope photograph as the polished thin film, and has grasped by asking for the mean particle diameter, and the energy dispersion type spectral device with which the transmission electron microscope was equipped analyzed the presentation of the sludge.

[0018]With the rate of an organization region of the ferrite in this invention. The gestalt is not asked including a polygonal ferrite and pseudo-polygonal ferrite and a reed curv ferrite by the thing of the rate of a region except the pearlite texture, the bainite texture, martensitic structure, and retained austenite phase which are hard structure and a phase.

[0019]The relation between the value of the size of the sludge in the ferrite of a steel pipe and $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo})$ (atomic ratio) of a sludge and the fatigue characteristics of a steel pipe is shown in drawing 2. The fatigue characteristics of the steel pipe fixed the end of the curved pipe, have already bent the end, at the flat surface, they made it it displaced perpendicularly, bent it, and they twisted it, and the fatigue test estimated them 4 point-bending fatigue test of the straight pipe. The ratio (σ_A/TS) of for the first time in [a piece] $\times 10^6$ repetition fatigue limit σ_A (twice of major-principal-stress amplitude) in conditions with a frequency of 5 Hz, and steel pipe intensity TS estimates 4 point-bending fatigue test of a straight pipe. After a curved pipe's bending, twisting and carrying out rotation length bending of the fatigue test with bend-radii $\rho/d=2.0$ and the bend angle of 90 degrees, The ratio (σ_B/TS) of 5×10^5 repetition fatigue limit σ_B (alternating stress of major principal stress) in both ways and conditions with a frequency of 1 Hz and steel pipe intensity TS estimated, respectively. The element tube size was made into $\phi 70 \times 2.0 \text{ t}(\text{mm})$. The number in the round plot of the lower berth of drawing 2 is a value of σ_A/TS , and the number in the square plot of the upper row of drawing 2 is a value of σ_B/TS . From drawing 2, particle diameter all over a ferrite by depositing the complex carbide which is $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo})=0.33-0.77$ in 10 nm or less and an atomic ratio (Ti, Mo), (σ_A/TS) It turns out that the fatigue characteristics which were excellent in >0.6 and $>(\sigma_B/\text{TS}) 0.45$ are acquired.

[0020]Next, component composition is explained. The component composition of the welded steel pipe of this invention is weight %, and C:0.035 to 0.185%, Mn: 0.75-1.95%, Mo:0.01-0.49%, Ti : 0.010 to 0.145%, aluminum : 0.011 to 0.10%, P:0.03% or less, S:0.004% or less, Ar: N:0.006% or less and O:0.004% or less, and further Si:0.005-1.50%, Cr: 0.01-0.24%, Nb : 0.001 to 0.060%, V:0.001 to 0.050%, W:0.001 to 0.50%, nickel:0.01-0.50%, Cu:0.01-0.24%, B:0.0001 to 0.0006%, Ca:0.0001-0.0040%, REM: One or more of 0.0001 to 0.0040% of sorts can be contained. It is preferred to fill 0.15 $\leq [\text{Ti}-(48/14) \text{ N}] / \text{Mo} < 1$.

[0021]These reasons for limitation are as follows.

C: C is an essential element which constitutes the complex carbide (Ti, Mo) in a ferrite required in order to acquire desired intensity, processability, and fatigue characteristics. However, the complex carbide (Ti, Mo) of a complement is not obtained by intensity reservation as the quantity is less than 0.035%, but it becomes insufficient strength, and on the other hand, if it exceeds 0.185%, the deposit action of carbide will change and processability and fatigue characteristics will deteriorate. Therefore, C content is made into 0.035 to 0.185%.

[0022]Mn: Mn is an essential element to control the growth rate of complex carbide (Ti, Mo), and for particle diameter make complex carbide (Ti, Mo) of 10 nm or less form. However, since the complex carbide (Ti, Mo) below 10 nm is not fully formed [the quantity] for particle diameter at less than 0.75%, if desired intensity, processability, and fatigue characteristics are not acquired but it exceeds 1.95% on the other hand, the rate of a region of a ferrite will be less than 60%, and desired processability will not be obtained. Therefore, a Mn content is made into 0.75 to 1.95%.

[0023]Mo: Mo is an essential element which makes the complex carbide (Ti, Mo) in a ferrite required in order to acquire desired intensity, processability, and fatigue characteristics generate. However, the complex carbide (Ti, Mo) of a complement is not obtained by intensity and processability reservation as the quantity is less than 0.01%, but it becomes insufficient [intensity and processability], and on the other hand, if it exceeds 0.49%, fatigue characteristics will fall. Therefore, Mo content is made into 0.01 to 0.49%.

[0024]Ti: Ti is an essential element which makes the complex carbide (Ti, Mo) in a ferrite required like Mo in order to acquire desired intensity, processability, and fatigue characteristics generate. However, the complex carbide (Ti, Mo) of a complement is not obtained by intensity and processability reservation as the quantity is less than 0.010%, but it becomes insufficient [intensity and processability], and on the other hand, if it exceeds 0.145%, fatigue characteristics will fall. Therefore, a Ti content is made into 0.010 to 0.145%.

[0025]aluminum: aluminum is an essential element for carrying out the detailed deposit of the complex carbide (Ti, Mo) by controlling the austenite grain growth in a hot-rolling process while being a deoxidizing element at the time of steel manufacture. However, the quantity is deficient in the effect at less than 0.011%, and on the other hand, if it exceeds 0.10%, fatigue characteristics will deteriorate. Therefore, Al content is made into 0.011 to 0.10%.

[0026]P, S, N, O: Each of these is impurity elements to which processability and fatigue characteristics are reduced, and P makes the value each maximum, in order that the adverse effect may actualize, if S exceeds 0.004%, N exceeds 0.006% and O exceeds 0.004% 0.03%.

[0027]Si: Si promotes generation of a ferrite, and it can add it in order to obtain the desired rate of a ferrite region. The quantity is deficient in the effect at less than 0.005%, and since fatigue characteristics will fall on the other hand if it exceeds 1.50%, in adding Si, it makes the content into 0.005 to 1.50%.

[0028]Cr: Since there is work with which the growth rate depressant action of the complex carbide (Ti, Mo) of Mn is compensated, Cr can be added. The quantity is deficient in the effect at less than 0.01%, and since fatigue characteristics will deteriorate on the other hand if it exceeds 0.24%, in adding Cr, it makes the content into 0.01 to 0.24%.

[0029]Nb, V, W: Since the element of these is an effective element which complements intensity with forming carbide, it can be added. All are deficient in the effect at less than 0.001%, and if Nb exceeds 0.060%, V exceeds 0.050% and W exceeds 0.50%, processability and fatigue characteristics will fall. Therefore, in adding these, they may be Nb:0.001-0.060%, V:0.001 to 0.050%, and W:0.001 to 0.50%. Since the effect which complements the intensity of Nb is saturated with 0.017% when Ti is less than 0.041%, when adding Nb 0.018% or more, it is desirable for Ti to be 0.041% or more.

[0030]nickel, Cu: Since there is work with which the growth rate depressant action of the complex carbide (Ti, Mo) of Mn is compensated, these can be added. The quantity is deficient in the effect at less than 0.01%, and on the other hand, since processability and fatigue characteristics will deteriorate if nickel exceeds 0.50% and Cu exceeds 0.24%, in adding nickel and Cu, they may be nickel:0.01-0.50% and Cu:0.01-0.24%.

[0031]B: B can be added in order to give hardenability to a steel pipe. The quantity is deficient in the effect at less than 0.0001%, and since processability and fatigue characteristics will fall if it exceeds 0.0006%, in adding B, it makes the content into 0.0001 to 0.0006%.

[0032]Ca, REM: Since there is work which improves processability further by gestalt control of a sulfide, Ca and REM can be added. Since the effect is saturated even if all are deficient in the effect at less than 0.0001% and exceed 0.0040%, in adding these, it may be 0.0001 to 0.0040%, respectively.

[0033][Ti-(48/14) N] / Mo: In order to make [of 10 nm or less] detailed size of the complex carbide (Ti, Mo) in a ferrite, it is preferred that the value of Ti, Mo, and [Ti-(48/14) N] / Mo expressed with weight % of N is within the limits of 0.15-1. This is considered to be because for big and rough-ization of carbide to be deterred when Ti atoms and Mo atom interact. The carbide size which deposits that the value of [Ti-(48/14) N] / Mo is less than 0.15 becomes large, intensity processability falls, and on the other hand, when the value exceeds 1, there is a possibility that the deposit action of carbide may change and processability and fatigue strength may fall.

[0034]Next, the manufacturing conditions of a welded steel pipe are explained. performing hot-rolling which makes finishing rolling temperature not less than 850 **, and cooling to 700 ** or less within after [finishing rolling] 5 seconds in this invention, after heating the steel slab of the above-mentioned presentation at not less than 1150 ** — more than 600 ** — it rolls round at -675 **, and is considered as a hot-rolling steel strip, and a tube is formed after pickling and a slit.

[0035]Hereafter, these reasons for limitation are explained.

Slab reheating temperature: In rolling after reheating the cooled steel slab, in order to make many of sludges in steel re-dissolve and to deposit complex carbide (Ti, Mo) all over a ferrite, the reheating temperature of steel slab needs to be not less than 1150 **.

[0036]Finishing rolling temperature: In order to control a deposit of the big and rough carbide by processing induction deposit, hot-rolling finishing temperature needs to be not less than 850 **.

[0037]hot-rolling runout cooling conditions: (Ti, Mo) controlling the separation state of complex carbide and making the particle diameter of 10 nm or less carry out a detailed deposit — an atomic ratio — a table — in order for the bottom to make the value of Mo/(Ti+Mo) into the range of 0.33-0.77, control of hot-rolling runout cooling conditions is important. (Ti, Mo) It is necessary to cool to 700 ** within 5 seconds after hot-rolling finish rolling finishing to obtain the complex carbide which controls growth of complex carbide and has a desired atomic ratio (Ti, Mo).

[0038]cooling temperature: for particle diameter's making the ferrite where complex carbide (Ti, Mo) of 10 nm or less deposited 60 to 100% at the rate of an organization region — hot-rolling cooling temperature — more than 600 °C — it may be necessary to be <675 °C. If it exceeds 675 °C (Ti, Mo), in order that complex carbide may grow, intensity falls, and a ferrite molar fraction falls that it is 600 °C or less on the other hand.

[0039]Although the tubulation method in particular from a steel strip to a welded tube is not limited, when considering it as an electric-resistance-welding pipe in the procedure of the shape straightening by roll forming, electric resistance welding, a sizer, etc., it is desirable to make into 0.3 to 10% of range the width diaphragm defined by the following formulas for reservation of processability and toughness.

Width diaphragm = $\left[\left(\text{width of raw material steel strip} \right) - \pi \left(\text{product outer diameter} \right) - \left(\text{product thickness} \right) \right] \pi \left[\frac{1}{\left(\text{product outer diameter} \right) - \left(\text{product thickness} \right)} \right] \times 100\%$

[0040]Seam welding under post annealing and the control atmosphere of an oxygen density, etc. can be further performed to the welded steel pipe of this invention from a viewpoint of the security of the good processability of a weld zone, and toughness. The cold work in the process before and after seam welding, warm working, hot working, heat treatment, plating treatment, and a surface lubricating treatment can be added in the range which does not lose the microstructure of this invention regulation, and a sludge state.

[0041]

[Example](Example 1) After reheating 20 kinds of steel slab of A-T shown in Table 1 at about 1280 °C, It was considered as the hot-rolling steel strip of 2.0 mm of board thickness on the finish rolling temperature of about 915 °C, about 3 seconds of cool time up to 700 °C in a runout, and conditions with a coiling temperature of about 630 °C, and pickling, slitting, and after carrying out roll forming, it welded and was considered as the welded steel pipe with an outer diameter of 70 mm. The width diaphragm was made into about 4%.

[0042]The microstructure of these steel pipes was observed and the mean particle diameter of a sludge and a presentation were searched for. The result is shown in Table 2. The microstructure evaluated the section by scanning electron microscope observation after the Nay Taal etching, and transmission electron microscope observation of a thin film and an energy dispersion type spectroscopic analysis estimated the mean particle diameter of a sludge, and a presentation, respectively.

[0043]While cutting down the JIS No. 11 specimen from these steel pipes, doing the tensile test and asking for tensile strength, the bending characteristic of these steel pipes, a fluid pressure working characteristic, and fatigue characteristics were searched for. The result is shown in Table 3.

[0044]the ratio of marginal bend-radii (bend radii of pipe center axis) ρ (mm) by rotation θ (mm) with which bending nature used a pressure die and inner steel together, and tube outer diameter d (mm) — value $TS/(\rho/d)$ (MPa) which broke intensity TS (MPa) of the steel pipe by ρ/d estimated. Bending nature becomes good, so that a value is large, the purpose of evaluating a compound working characteristic — marginal bend-radii ρ after the diametral shrinkage machining of 10% of an outer diameter diameter reduction rate — marginal bend-radii ρ at this time ρ — the value of (mm) and ratio ρ/d with tube outer diameter d (mm) was also calculated.

[0045]The fluid pressure working characteristic set deformed portion length to $2d$ (d : pipe outside), and evaluated it by the fracture marginal peripheral length rate of increase at the time of a fluid pressure free bulge examination on two conditions of axial compression "nothing" and "being." Axial compression power was made into the conditions used as stress ratio (axial stress/hoop stress) $= W/(2\pi r^2 P) = 0.5$ of a shell. However, W : compression stress, r : thick center radius, P : It is internal pressure.

[0046]The fatigue characteristics of the steel pipe fixed the end of the curved pipe, have already bent the end, at the flat surface, they made it it displaced perpendicularly, bent it, and they twisted it, and the fatigue test estimated them 4 point-bending fatigue test of the straight pipe. The ratio (σ_A/TS) of for the first time in [a piece], 10^6 repetition fatigue limit σ_A (twice of major-principal-stress amplitude) in conditions with a frequency of 5 Hz, and steel pipe intensity TS estimates 4 point-bending fatigue test of a straight pipe, After a curved pipe's bending, twisting and carrying out rotation length bending of the fatigue test with bend-radii $\rho/d=2.0$ and the bend angle of 90 degrees, The ratio (σ_A/TS) of 5×10^5 repetition fatigue limit σ_A (alternating stress of major principal stress) in both ways and conditions with a frequency of 1 Hz and steel pipe intensity TS estimated, respectively.

[0047]No.1 of Table 1 ~ 11 are examples of this invention whose ferrites where the complex carbide whose values of Mo/(Ti+Mo) expressed with the particle diameter of 10 nm or less and an atomic ratio are 0.33~0.77

(Ti, Mo) deposited are 60 to 100% at the rate of an organization region while component composition is within the limits of this invention.

In tensile strength TS, TS/(rho/d) by 590 or more MPa More than 400MPa. Marginal bend-radii rho/d' after diameter reduction showed the outstanding fluid pressure working characteristic of not less than 17% of the peripheral length rate of increase the outstanding 2.8 or less bending characteristic, not less than 9% of the peripheral length rate of increase in those without axial compression, and with axial compression, and showed the fatigue characteristics which were excellent in $\geq(\sigma_A/TS)$ 0.6 and $\geq(\sigma_B/TS)$ 0.45.

[0048] On the other hand, No.12 of the steel N from which the steel L and Mn from which C and aluminum separated low from this invention range separated low, and 14, The quantity of a detailed sludge is insufficient, the particle diameter of carbide is not less than 10 nm, and, as for No.17 of the steel Q and S whose Ti and Mo separated low, and 19, the presentation of the sludge has separated from the range of this invention in each case.

Tensile strength was less than 590 MPa in each case, and TS/(rho/d) had less than [400MPa] and the low bending characteristic, and less than 0.6 and (σ_B/TS) had [(σ_A / TS)] less than 0.45 and low fatigue characteristics.

No.13 of the steel M, O, and P from which C, Mn, O, Ti, and Mo separated highly from the range of this invention, R, and T, and 15, 16, 18 and 20, One item or more of the rate of a ferrite region, the mean particle diameter of a sludge, and a sludge presentation becomes the outside of the range of this invention, TS/(rho/d) had less than [400MPa] and the low bending characteristic, 14% or less of the peripheral length rate of increase and a fluid pressure working characteristic were low 8% or less of the peripheral length rate of increase in those without axial compression, and with axial compression, and less than 0.45 and fatigue characteristics also had [less than 0.6 and (σ_B/TS)] low (σ_A / TS) .

[0049]

[Table 1]

No.	鋼種	化学成分 (wt%)													備考	
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Mo	Cr	Nb	その他	特性(414N)/Mo	
1	A	0.145	0.33	1.38	0.004	0.003	0.008	0.0045	0.0010	0.12	0.25	0.22	0.024	-	0.46	本発明鋼
2	B	0.643	0.20	1.72	0.005	0.002	0.015	0.0042	0.0011	0.067	0.22	0.01	0.003	-	0.39	本発明鋼
3	C	0.037	0.54	1.87	0.007	0.002	0.011	0.0033	0.0015	0.50	0.18	0.11	0.000	N:0.45	0.25	本発明鋼
4	D	0.995	0.20	1.11	0.015	0.001	0.0088	0.0038	0.0063	0.048	0.21	0.00	0.050	W:0.44	0.17	本発明鋼
5	E	0.953	0.22	1.42	0.008	0.004	0.013	0.0021	0.0015	0.072	0.11	0.14	0.010	-	0.59	本発明鋼
6	F	0.039	0.15	0.92	0.004	0.001	0.054	0.0010	0.0025	0.044	0.10	0.00	0.000	V:0.047	0.41	本発明鋼
7	G	0.055	0.14	1.34	0.003	0.004	0.041	0.0026	0.0025	0.096	0.18	0.08	0.009	-	0.43	本発明鋼
8	H	0.052	0.13	1.20	0.014	0.002	0.035	0.0035	0.0024	0.070	0.20	0.00	0.015	Cr:0.0023	0.28	本発明鋼
9	I	0.037	0.00	0.78	0.005	0.001	0.028	0.0045	0.0015	0.018	0.02	0.00	0.000	Cr:0.22	0.18	本発明鋼
10	J	0.047	0.21	1.48	0.024	0.0007	0.075	0.0011	0.0011	0.067	0.33	0.00	0.000	Si:0.0003, RE:0.0011	0.25	本発明鋼
11	K	0.054	0.18	1.24	0.010	0.001	0.021	0.0026	0.0018	0.087	0.25	0.11	0.018	-	0.29	本発明鋼
12	L	0.041	0.06	1.58	0.003	0.003	0.000	0.0016	0.0006	0.058	0.15	0.00	0.010	-	0.35	比較鋼
13	M	0.210	0.16	1.68	0.018	0.001	0.015	0.0029	0.0010	0.052	0.06	0.00	0.023	-	0.48	比較鋼
14	N	0.058	0.35	0.57	0.028	0.002	0.018	0.0045	0.0008	0.043	0.23	0.00	0.000	-	0.15	比較鋼
15	O	0.038	0.74	2.32	0.016	0.004	0.035	0.0026	0.0012	0.078	0.25	0.15	0.000	-	0.27	比較鋼
16	P	0.087	0.16	1.25	0.017	0.001	0.042	0.0027	0.0008	0.089	0.19	0.00	0.000	-	0.37	比較鋼
17	Q	0.055	0.45	0.85	0.011	0.0004	0.075	0.0036	0.0023	0.000	0.20	0.03	0.000	-	-0.02	比較鋼
18	R	0.046	0.05	0.85	0.008	0.0002	0.035	0.0049	0.0015	0.185	0.35	0.04	0.000	-	0.47	比較鋼
19	S	0.943	0.01	1.23	0.015	0.002	0.082	0.0055	0.0025	0.069	0.03	0.19	0.007	-	1.67	比較鋼
20	T	0.075	0.06	1.89	0.013	0.004	0.049	0.0023	0.0008	0.042	0.72	0.00	0.003	-	0.05	比較鋼

[0050]

[Table 2]

ミクロ組織とフェライト中析出物の平均粒径と組織				
No.	フェライト組織 面分率(%)	フェライト以外 の組織	フェライト中析出物 の平均粒径(nm)	析出物中の Mo/(Ti+Mo)原子比
1	88	ペナイト	4	0.52
2	100	—	1	0.98
3	97	ペナイト	1	0.54
4	85	パーライト	2	0.85
5	83	パーライト	5	0.42
6	100	—	7	0.54
7	97	セメンタイト	7	0.55
8	95	パーライト	6	0.58
9	100	—	5	0.51
10	100	—	1	0.88
11	85	パーライト	2	0.73
12	100	—	8	0.24
13	54	パーライト	22	0.07
14	95	パーライト	8	0.15
15	48	ペナイト	7	0.28
16	77	パーライト	3	0.44
17	82	パーライト	23	0.02
18	100	—	27	0.21
19	92	パーライト	26	0.02
20	54	ペナイト	7	0.85

[0051]

[Table 3]

No.	引張強度		曲げ加工特性		強度加工特性		疲労特性		備考
	TS (MPa)	最長曲げ半径 ρ/d	TS(ρ/d) (MPa)	縦管加工後面厚 曲げ半径 ^{**} , ρ/d	自由曲げ/圧縮加工率 ^{***} 軸圧縮率 ^{***}	曲げ疲労強度比 ^{***} σ_w/TS	曲げ疲労強度比 ^{***} σ_w/TS		
1	1054	2.2	479	2.8	10	0.60	0.48	本発明例	
2	929	1.8	459	2.4	11	0.22	0.46	本発明例	
3	994	1.5	478	2.3	12	0.24	0.48	本発明例	
4	795	1.8	497	2.2	11	0.82	0.47	本発明例	
5	998	1.9	473	2.5	10	0.90	0.49	本発明例	
6	985	1.4	489	1.9	15	0.12	0.47	本発明例	
7	814	1.7	479	2.3	11	0.22	0.44	本発明例	
8	826	1.7	485	2.3	11	0.21	0.47	本発明例	
9	813	1.3	470	1.8	14	0.23	0.48	本発明例	
10	904	1.9	478	2.4	10	0.64	0.49	本発明例	
11	815	1.7	479	2.3	10	0.60	0.45	本発明例	
12	716	1.8	258	2.4	12	0.58	0.41	比較例	
13	1028	3.0	345	3.0	6	0.30	0.35	比較例	
14	923	1.8	327	2.5	11	0.57	0.41	比較例	
15	815	2.4	340	2.4	8	0.61	0.38	比較例	
16	943	3.0	314	3.0	7	0.48	0.33	比較例	
17	954	1.8	308	2.6	11	0.52	0.38	比較例	
18	1089	3.2	332	3.2	8	0.53	0.38	比較例	
19	868	1.8	316	2.7	10	0.51	0.37	比較例	
20	828	2.4	344	2.4	8	0.55	0.40	比較例	

* ρ : 管中心軸の曲げ半径(nm), d : 管外径(nm)

** ρ : 縦管加工後管中心軸の曲げ半径(nm), d : 縦管加工後の管外径(nm)

*** σ_w : 曲げ10⁶繰返し疲れ強度

**** σ_w : 曲げ90° \times 10⁶繰返し疲れ強度

[0052] Next, the steel A and the steel G which are within the limits of this invention were hot-rolled on the conditions shown in Table 4, and it was considered as the hot-rolling steel strip of 2.0 mm of board thickness, and pickling, slitting, and after carrying out roll forming, the steel composition presentation welded and considered it as the welded steel pipe with an outer diameter of 70 mm. The width diaphragm was made into about 4%. The microstructure of a steel pipe, the mean particle diameter of a sludge, and the presentation which were acquired are shown in Table 5, and tensile strength, the bending characteristic, a fluid pressure working characteristic, and fatigue characteristics are shown in Table 6, respectively.

[0053] The ferrite where the complex carbide whose values of Mo/(Ti+Mo) which expressed with the particle diameter of 10 nm or less and an atomic ratio No.21 which has hot-rolling conditions in this invention within the limits, and 26 are 0.33-0.77 (Ti, Mo) deposited is 60 to 100% at the rate of an organization region. In tensile strength TS, TS/(rho/d) by 590 or more MPa The outstanding bending characteristic beyond 400MPa, Not less than 9% of the peripheral length rate of increase in those without axial compression and with axial compression showed the outstanding fluid pressure working characteristic of not less than 17% of the peripheral length rate of increase, and the fatigue characteristics which were excellent in $\geq (\sigma_w/TS) 0.6$ and $\geq (\sigma_w/TS) 0.45$ were shown.

[0054] On the other hand in No.22-25 from which the cool time up to 700 ** and either of the coiling

temperature separated from the range of this invention after slab cooking temperature, finish rolling temperature, and finish rolling, and 27-31, in order that the value of $Mo/(Ti+Mo)$ which all had the particle diameter of the sludge in a ferrite as large as not less than 20 nm, and expressed them with the atomic ratio may exceed less than 0.33 and 0.77, $TS/(\rho/d)$ had less than [400MPa] and the low bending characteristic, the fluid pressure working characteristic was low as compared with intensity, and less than 0.45 and fatigue characteristics also had [less than 0.6 and (σ_B/TS)] low (σ_A/TS) .

[0055]

[Table 4]

No.	鋼	熱処理条件				備考
		スラブ再加熱温度(℃)	仕上圧延温度(℃)	仕上圧延後700℃以下までの冷却時間(s)	巻取温度(℃)	
21	A	1285	815	2	615	本発明例
22	A	1200	825	3	625	比較例
23	A	1155	825	11	630	比較例
24	A	1280	850	2	715	比較例
25	A	1300	830	2	535	比較例
26	G	1260	820	4	830	本発明例
27	G	1145	835	4	635	比較例
28	G	1270	820	3	620	比較例
29	G	1275	905	10	615	比較例
30	G	1255	815	3	685	比較例
31	G	1185	820	3	538	比較例

[0056]

[Table 5]

No.	ミクロ組織とフェライト中新出物の平均直径と組成				備考
	フェライト組織面分率(%)	フェライト以外の組織	フェライト中新出物の平均直径(nm)	新出物中の $Mo/(Ti+Mo)$ 原子比	
21	80	ベイナイト	2	0.52	本発明例
22	77	ベイナイト	22	0.22	比較例
23	79	パーライト	25	0.24	比較例
24	85	パーライト	32	0.18	比較例
25	32	ベイナイト	24	0.15	比較例
26	100	—	2	0.48	本発明例
27	84	パーライト	23	0.08	比較例
28	83	パーライト	24	0.21	比較例
29	84	パーライト	20	0.18	比較例
30	87	パーライト	31	0.10	比較例
31	43	ベイナイト	24	0.18	比較例

[0057]

[Table 6]

No.	引張強度		引け加工特性		溶け加工特性		疲労特性		備考
	TS (MPa)	境界引け半径 ρ/d	$TS/(\rho/d)$ (MPa)	縦管加工後境界 引け半径 ρ'/d'	自由ハズリ発生形状 (%) 縦管加工後	引け直方強度比 σ_B/TS	引け疲労強度比 σ_A/TS		
21	1042	2.7	474	2.8	8	18	0.11	0.48	本発明例
22	760	2.3	330	縦管	8	14	0.35	0.40	比較例
23	780	2.2	355	縦管	8	14	0.34	0.38	比較例
24	685	3.0	228	3.1	9	17	0.54	0.33	比較例
25	845	3.2	264	縦管	4	9	0.52	0.38	比較例
26	812	1.7	478	2.2	12	24	0.34	0.49	本発明例
27	518	1.8	341	2.7	11	21	0.57	0.39	比較例
28	645	2.0	322	2.8	8	15	0.55	0.41	比較例
29	675	2.1	321	2.9	9	16	0.58	0.40	比較例
30	704	2.3	306	3.0	8	14	0.52	0.39	比較例
31	814	2.5	324	縦管	7	12	0.52	0.41	比較例

* ρ : 管中心線の引け半径(nm), d : 管外径(mm)

** ρ' : 縦管加工管中心線の引け半径(nm), d' : 縦管加工後の管外径(mm)

*** σ_B : 引け10⁶繰返し疲労強度

**** σ_A : 引け10⁷繰返し疲労強度

[0058]The welded steel pipe of this invention within the limits is excellent in the fluid pressure working characteristic within a mold, and is bent, and the processability outstanding also in shaping which compounded fluid pressure, expansion, pipe shrinking, etc. is shown, and it excels also in the fatigue characteristics after compounded shaping.

[0059]

[Effect of the Invention]As explained above, according to this invention, the intensity of 590 or more MPa of tensile strength can be had and bent, and the high tension welded steel pipe which combined processability required for fluid pressure, expansion, pipe shrinking, shaping that compounded these, etc., and outstanding fatigue characteristics can be obtained. The high tension welded steel pipe of this invention fulfills intensity required as closed section automobile structural-member raw materials, such as a suspension arm, a suspension member, an axle beam, a stabilizer, a frame, and a shaft, processability, and fatigue characteristics. It is very effective as these raw materials.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1 This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2**** shows the word which can not be translated.

3In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1]The graph which shows the size of the ferrite molar fraction of a steel pipe, and the sludge in a ferrite, and the relation of the bending characteristic.

[Drawing 2]The graph which shows the relation of the size of the sludge in a ferrite, and the value of $Mo/(Ti+Mo)$ and the fatigue characteristics of a steel pipe which were expressed with the atomic ratio of the sludge.

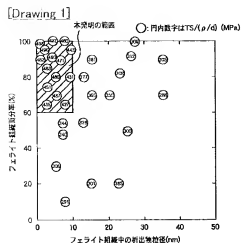
[Translation done.]

* NOTICES *

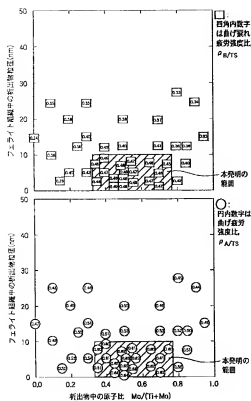
JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1 This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2 *** shows the word which can not be translated.
- 3 In the drawings, any words are not translated.

DRAWINGS



[Drawing 2]



[Translation done.]

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テークアウト [*] (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	T
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願2002-126690 (P2002-126690)	(71) 出願人	000001258 J F E スチール株式会社 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(22) 出願日	平成14年4月26日 (2002.4.26)	(72) 発明者	豊田 俊介 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
		(73) 発明者	塩崎 毅 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
		(74) 代理人	100099944 弁理士 高山 宏志

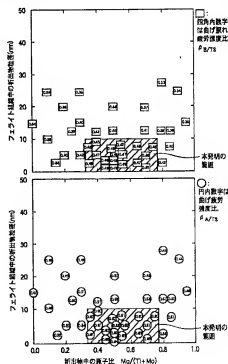
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性と疲労特性に優れた高強度溶接鋼管およびその製造方法、ならびに溶接鋼管素材用鋼帯

(57) 【要約】

【課題】 引張強さ590MPa以上の強度を有し、優れた加工性と、優れた疲労特性とを兼備した高強度溶接鋼管およびその製造方法を提供すること。

【解決手段】 重量%で、C:0.035~0.185%、Mn:0.75~1.95%、Mo:0.01~0.49%、Ti:0.010~0.145%、Al:0.011~0.10%、P:0.03%以下、S:0.004%以下、N:0.006%以下、O:0.004%以下、残部が実質的にFeからなり、粒径が10nm以下で、原子比でMo/(Ti+Mo)=0.33~0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60~100%である。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.035~0.185%、
Mn: 0.75~1.95%、
Mo: 0.01~0.49%、
Ti: 0.010~0.145%、
Al: 0.011~0.10%、
P: 0.03%以下、
S: 0.004%以下、
N: 0.006%以下、
O: 0.004%以下、

残部が実質的にFeからなり、

粒径が10nm以下で、原子比でMo/(Ti+Mo)=0.33~0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織成分で60~100%であることを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度溶接鋼管。

$$0.15 \leq \{Ti - (48/14)N\} / Mo \leq 1 \quad \cdots (1)$$

【請求項4】 請求項1から請求項3のいずれかに記載の溶接鋼管を製造するにあたり、上記組成の鋼スラブを1150℃以上に加熱した後、仕上げ圧延温度を850℃以上とする熱間圧延を施し、仕上げ圧延後5秒間以内に700℃以下まで冷却し、600℃超~675℃で巻取って熱延鋼帯とし、酸洗、スリット後造管することを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度溶接鋼管の製造方法。

【請求項5】 請求項1または請求項2の成分組成を有

$$0.15 \leq \{Ti - (48/14)N\} / Mo \leq 1 \quad \cdots (1)$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、引張強さ590MPa以上の強度を有し、曲げ、液圧、捻管、縮管、およびこれらを複合した成形等に必要加工性と、優れた疲労特性とを兼備し、自動車、オートバイ等の構造部材に好適な高強度溶接鋼管およびその製造方法、ならびにその素材用鋼帯に関する。

【0002】

【従来の技術】 車体の軽量化、高剛性化の観点から、サスペンションアーム、サスペンションメンバー、アクスルビーム、スタビライザー、フレーム、シャフト等の自動車構造部材への高強度溶接鋼管の適用が検討されており、これらに適した高強度鋼管が強く求められている。これまでに、このような自動車構造部材に適用される高強度溶接鋼管に関する技術が種々提案されている。

【0003】 特開平11-279697号公報には、C-Si-Mn-Crを主成分とする鋼スラブを熱延後250℃以下で巻取り、フェライトと残留マルテンサイトとびペイナイトからなる複合組織を有することを特徴とする電鍍鋼管に関する技術が開示され、特開平11-279699号公報には、C-Si-Mnを主成分とする

【請求項2】 さらに、重量%で、

Si: 0.005~1.50%、
Cr: 0.01~0.24%、
Nb: 0.001~0.060%、
V: 0.001~0.050%、
W: 0.001~0.50%、
Ni: 0.01~0.50%、
Cu: 0.01~0.24%、
B: 0.0001~0.0006%、
Ca: 0.0001~0.0040%、
REM: 0.0001~0.0040%

のうちの1種以上を含有することを特徴とする、請求項1に記載の加工性と疲労特性に優れた高強度溶接鋼管。

【請求項3】 Ti, Mo, Nの重量%で表される以下の(1)式を満たすことを特徴とする請求項1または請求項2に記載の加工性と疲労特性に優れた高強度溶接鋼管。

$$0.15 \leq \{Ti - (48/14)N\} / Mo \leq 1 \quad \cdots (1)$$

し、粒径が10nm以下で、原子比でMo/(Ti+Mo)=0.33~0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織成分で60~100%であることを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度溶接鋼管素材用鋼帯。

【請求項6】 Ti, Mo, Nの重量%で表される以下の(1)式を満たすことを特徴とする請求項5に記載の加工性と疲労特性に優れた高強度溶接鋼管素材用鋼帯。

鋼スラブを熱延後600℃以下で巻取るか、熱延後さらに酸洗、冷延、連続焼鈍した5~10%の準安定オーステナイトを含む複合組織を有することを特徴とする電鍍鋼管に関する技術が開示されている。これらの技術によれば、引張強さ(TS)が550~780MPaの範囲で比較的良好な伸び(E1)が得られるものの、疲労特性に問題がある。

【0004】 特開平5-302121号公報には、C-Si-Mn-Nb-Moを主成分とする鋼スラブを熱延、冷延、電鍍造管後、焼鈍することにより、TSが810~920MPaの機械電鍍鋼管を得る技術が開示されている。しかし、この技術では疲労特性、特に成形加工後の疲労特性が十分に得られない問題がある。

【0005】 特許第3235168号公報には、C-Si-Mn-Nb-微量Tiを主成分とする鋼スラブを熱延後600~200℃で巻取り、電鍍溶接することを特徴とする技術が開示され、特開平5-271859号公報には、C-Si-Mn-Nb-微量Ti-Bを主成分とする鋼スラブを熱延後600~200℃で巻取り電鍍溶接することを特徴とする技術が開示され、特開平5-43980号公報には、C-Si-Mn-Nb-微量Ti-Moを主成分とする熱延鋼帯を電鍍溶接することを

特徴とする技術が開示されている。これら技術によれば、TSが680～940MPaの範囲で比較的良好な電解溶接部特性が得られるものの、その加工性と疲労特性、特に加工後の疲労特性に問題がある。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】以上のように従来の技術では、自動車等の構造部材に必要とされる加工性と疲労特性、特に部材成形加工後の疲労特性を兼備した高強度力溶接鋼管が得られていない。

【0007】本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、引張強さ900MPa以上の強度を有し、曲げ、液圧、拡管、縮管、およびこれらを複合した成形等に必要な加工性と、優れた疲労特性とを兼ね備えた、自動車、オートバイ等の構造部材に好適な高強度力溶接鋼管およびその製造方法、ならびに溶接鋼管素材用鋼帯を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、強度、加工性、疲労特性といった相反する特性を同時に満たす溶接鋼管を得るために、溶接鋼管の化学成分、マイクロ組織、析出物存在状態を種々変化させて系統的な実験検討を行った。その結果、60%以上の面分率を占めるフェライト組織中に、粒径10nm以下で、原子比でMo/(Ti+Mo)=0.33～0.77である(Ti, Mo)複合炭化物を微細に析出させることで、所望の強度、加工性、疲労特性を同時に満たす溶接鋼管が得られることを見出した。

$$0.15 \leq (Ti - (48/14)N) / Mo \leq 1 \quad \cdots (1)$$

【0013】(4) 上記(1)から(3)のいずれかに記載の溶接鋼管を製造するにあたり、上記組成の鋼スラブを1150℃以上に加熱した後、仕上げ圧延温度を850℃以上とする熱間圧延を施し、仕上げ圧延後5秒間以内に700℃以下まで冷却し、600℃超～675℃で巻取って熱延鋼帯とし、酸洗、スリット後造管することを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度力溶接鋼管の製造方法。

【0014】(5) 上記(1)または(2)の成分組

$$0.15 \leq (Ti - (48/14)N) / Mo \leq 1 \quad \cdots (1)$$

【0016】

【発明の実施の形態】以下、本発明について具体的に説明する。本発明の溶接鋼管の最も重要な点は、粒径10nm以下で、原子比でMo/(Ti+Mo)=0.33～0.77である微細な(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60～100%である点である。これにより所望の強度、加工性、疲労特性を同時に有する溶接鋼管が得られる。このように疲労特性、加工性を劣化させずに高強度化を図ることができるのは、炭化物を微細析出させることで、強度上昇に必要な析出物の最近接粒子間距離を得るために必要な元素量が少なくなることなどが要因の一つと考えられる。

【0009】本発明はこのような知見に基づいて完成されたものであり、以下の(1)～(6)を提供する。

【0010】(1) 重量%で、C:0.035～0.185%、Mn:0.75～1.95%、Mo:0.01～0.49%、Ti:0.010～0.145%、Al:0.011～0.10%、P:0.03%以下、S:0.004%以下、N:0.006%以下、O:0.004%以下、残部が実質的にFeからなり、粒径が10nm以下で、原子比でMo/(Ti+Mo)=0.33～0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60～100%であることを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度力溶接鋼管。

【0011】(2) 上記(1)において、さらに、重量%で、Si:0.005～1.50%、Cr:0.01～0.24%、Nb:0.001～0.060%、V:0.001～0.050%、W:0.001～0.50%、Ni:0.01～0.50%、Cu:0.01～0.24%、B:0.0001～0.006%、Ca:0.0001～0.0040%、REM:0.0001～0.0040%のうちの1種以上を含有することを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度力溶接鋼管。

【0012】(3) 上記(1)または(2)において、Ti, Mo, Nの重量%で表される以下の(1)式を満たすことを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度力溶接鋼管。

成を有し、粒径が10nm以下で、原子比でMo/(Ti+Mo)=0.33～0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60～100%であることを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度力溶接鋼管素材用鋼帯。

【0015】(6) 上記(5)において、Ti, Mo, Nの重量%で表される以下の(1)式を満たすことを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高強度力溶接鋼管素材用鋼帯。

$$0.15 \leq (Ti - (48/14)N) / Mo \leq 1 \quad \cdots (1)$$

【0017】図1に鋼管のフェライト分率、フェライト組織中の析出物の大きさと曲げ加工特性の関係を示す。曲げ加工性は、プレッシャーダイと心金を併用した回転引曲げによる限界曲げ半径(管中心軸の曲げ半径) ρ (mm)と管外形 d (mm)との比 ρ/d で鋼管の強度TS(MPa)を割った値 $TS/(\rho/d)$ (MPa)により評価した。値が大きいほど曲げ加工性は良好となる。なお、この時のプレッシャーダイ押力は座屈、しわの発生しない最大応力とした。図中プロット内の数字が $TS/(\rho/d)$ の値である。図1から、60%以上の面分率を占めるフェライト組織中に粒径10nm以下の極微細な(Ti, Mo)複合炭化物を析出させること

で、 $TS/(p/d)$ が400MPa以上の優れた曲げ加工特性が得られることがわかる。なお、フェライト組織中の析出物の大きさは、鋼管から切出し、研磨した薄膜の40万倍の透過型電子顕微鏡写真より計測し、その平均粒径を求めることによって把握し、析出物の組成は、透過型電子顕微鏡に装備されたエネルギー分散型分光装置により分析した。

【0018】なお、本発明におけるフェライト組織の組織面分率とは、硬質組織、相である、パーライト組織、ベイナイト組織、マルテンサイト組織、残留オーステナイト相を除いた面分率のことで、ポリゴナルフェライト組織、擬ポリゴナルフェライト組織、アシキュラーフェライト組織を含み、その形態は問わない。

【0019】図2に鋼管のフェライト組織中の析出物の大きさ、析出物の $Mo/(Ti+Mo)$ （原子比）の値と鋼管の疲労特性との関係を示す。鋼管の疲労特性は、直管の4点曲げ疲労試験と、曲げ管の一端を固定し、もう一端を曲げ平面に垂直方向に変位させる曲げ振り疲労試験により評価した。直管の4点曲げ疲労試験は片振り、周波数5Hzの条件での 10^6 繰り返し疲れ限度 σ_A （最大主応力振幅の2倍）と鋼管強度 TS との比（ σ_A/TS ）で評価し、曲げ管の曲げ振り疲労試験は片振り、周波数5Hzの条件での 10^6 繰り返し疲れ限度 σ_A （最大主応力振幅の2倍）と鋼管強度 TS との比（ σ_B/TS ）でそれぞれ評価した。素管寸法は $\phi 70 \times 2.0$ t (mm)とした。図2の下段の丸プロット内の数字が σ_A/TS の値であり、図2の上段の四角プロット内の数字が σ_B/TS の値である。図2から、フェライト組織中に粒径が10nm以下、原子比で $Mo/(Ti+Mo)=0.33 \sim 0.77$ である（ Ti, Mo ）複合炭化物を析出させることで、 $(\sigma_A/TS) \geq 0.6$ 、 $(\sigma_B/TS) \geq 0.45$ の優れた疲労特性が得られることがわかる。

【0020】次に、成分組成について説明する。本発明の溶接鋼管の成分組成は、重量%で、C:0.035~0.185%、Mn:0.75~1.95%、Mo:0.01~0.49%、Ti:0.01~0.10%、0.10~0.145%、Al:0.011~0.10%、P:0.03%以下、S:0.004%以下、N:0.006%以下、O:0.004%以下であり、さらに、Si:0.005~1.50%、Cr:0.01~0.24%、Nb:0.001~0.060%、V:0.001~0.050%、W:0.001~0.50%、Ni:0.01~0.50%、Cu:0.01~0.24%、B:0.001~0.0006%、Ca:0.0001~0.040%、REM:0.0001~0.040%のうちの1種以上を含有することができる。また、 $0.15 \leq [Ti - (48/14)N]/Mo \leq 1$ を満たすことが好ましい。

【0021】これらの限定理由は以下の通りである。

C: Cは所望の強度、加工性、疲労特性を得るために必要なフェライト組織中の（ Ti, Mo ）複合炭化物を構成する必須元素である。しかし、その量が0.035%未満であると強度確保に必要な量の（ Ti, Mo ）複合炭化物が得られず強度不足となり、一方、0.185%を超えると炭化物の析出挙動が変化し、加工性と疲労特性が劣化する。したがって、C含有量を0.035~0.185%とする。

【0022】Mn: Mnは（ Ti, Mo ）複合炭化物の成長速度を抑制し、粒径が10nm以下の（ Ti, Mo ）複合炭化物を形成させるための必須元素である。しかし、その量が0.75%未満では粒径が10nm未満の（ Ti, Mo ）複合炭化物が十分に形成されないため所望の強度、加工性、疲労特性が得られず、一方、1.95%を超えるとフェライト組織の面分率が60%未満となり所望の加工性が得られない。したがって、Mn含有量を0.75~1.95%とする。

【0023】Mo: Moは所望の強度、加工性、疲労特性を得るために必要なフェライト組織中の（ Ti, Mo ）複合炭化物を生成させる必須元素である。しかし、その量が0.01%未満であると、強度、加工性確保に必要な量の（ Ti, Mo ）複合炭化物が得られず、強度、加工性不足となり、一方、0.49%を超えると疲労特性が低下する。したがって、Mo含有量を0.01~0.49%とする。

【0024】Ti: TiはMoと同様、所望の強度、加工性、疲労特性を得るために必要なフェライト組織中の（ Ti, Mo ）複合炭化物を生成させる必須元素である。しかし、その量が0.010%未満であると、強度、加工性確保に必要な量の（ Ti, Mo ）複合炭化物が得られず、強度、加工性不足となり、一方、0.145%を超えると疲労特性が低下する。したがって、Ti含有量を0.010~0.145%とする。

【0025】Al: Alは鋳鋼時の脱炭元素であるとともに、熱延工程でのオーステナイト粒成長を抑制することで（ Ti, Mo ）複合炭化物を微細析出させるための必須元素である。しかし、その量が0.011%未満ではその効果に乏しく、一方、0.10%を超えると疲労特性が劣化する。したがって、Al含有量を0.011~0.10%とする。

【0026】P, S, N, O: これらはいずれも加工性、疲労特性を低下させる不純物元素であり、Pは0.03%、Sは0.004%、Nは0.006%、Oは0.004%を超えるとその悪影響が顕在化するため、その値をそれぞれの上限とすると。

【0027】Si: Siはフェライト組織の生成を促進し、所望のフェライト組織面分率を得るために添加することができる。その量が0.005%未満ではその効果に乏しく、一方、1.50%を超えると疲労特性が低

下するため、S i を添加する場合には、その含有量を 0.005～1.50%とする。

【0028】Cr: CrはMnの(Ti, Mo)複合炭化物の成長速度抑制作用を補う働きがあるため、添加することができる。その量が0.01%未満ではその効果に乏しく、一方、0.24%を超えると疲労特性が劣化するため、Crを添加する場合には、その含有量を0.01～0.24%とする。

【0029】Nb, V, W: これらの元素は炭化物を形成することで強度を補完する有効な元素であるため添加することができる。いずれも0.001%未満ではその効果に乏しく、Nbは0.060%、Vは0.050%、Wは0.50%を超えると加工性と疲労特性が低下する。したがって、これらを添加する場合には、Nb: 0.001～0.060%、V: 0.001～0.050%、W: 0.001～0.50%とする。なお、Tiが0.041%未満の場合には、Nbの強度を補完する効果が0.017%飽和するので、Nbを0.018%以上添加する場合はTiが0.041%以上であることが望ましい。

【0030】Ni, Cu: これらはMnの(Ti, Mo)複合炭化物の成長速度抑制作用を補う働きがあるため、添加することができる。その量が0.01%未満ではその効果に乏しく、一方、Niは0.50%、Cuは0.24%を超えると加工性と疲労特性が劣化するため、Ni, Cuを添加する場合には、Ni: 0.01～0.50%、Cu: 0.01～0.24%とする。

【0031】B: Bは鋼管に焼き入れ性を付与するために添加することができる。その量が0.0001%未満ではその効果に乏しく、0.0006%を超えると加工性と疲労特性が低下するため、Bを添加する場合には、その含有量を0.0001～0.0006%とする。

【0032】Ca, REM: Ca, REMは硫化物の形態制御により加工性を一層高める働きがあるため添加することができる。いずれも0.0001%未満ではその効果に乏しく、0.0040%を超えてもその効果が飽和するので、これらを添加する場合には、それぞれ0.0001～0.0040%とする。

【0033】 $\frac{[Ti - (48/14)N]}{[Mo]}$: フェライト組織中の(Ti, Mo)複合炭化物のサイズを10nm以下の微細なものとするためには、Ti, MoのNの重量%で表される $\frac{[Ti - (48/14)N]}{[Mo]}$ の値が0.15～1.0の範囲内であることが好ましい。これは、Ti原子とMo原子が相互作用することにより、炭化物の粗大化が抑止されているためであると考えられる。 $\frac{[Ti - (48/14)N]}{[Mo]}$ の値が0.15未満であると、析出する炭化物サイズが大きくなり、強度加工性が低下し、一方、その値が1を超えると炭化物の析出挙動が変化して加工性と疲労強度とが低

下するおそれがある。

【0034】次に、溶接鋼管の製造条件について説明する。本発明では、上記組成の鋼スラブを1150℃以上に加熱した後、仕上げ圧延温度を850℃以上とする熱間圧延を施し、仕上げ圧延後5秒間以内に700℃以下まで冷却し、600℃超～675℃で巻取って熱延鋼帯とし、酸洗、スリット後造管する。

【0035】以下、これらの限定理由について説明する。

スラブ再加熱温度: 冷却された鋼スラブを再加熱後圧延する場合には、鋼中の析出物の多くを再固溶させ、(Ti, Mo)複合炭化物をフェライト組織中に析出させるために、鋼スラブの再加熱温度を1150℃以上とする必要がある。

【0036】仕上げ圧延温度: 加工誘起析出による粗大な炭化物の析出を抑制するためには熱延仕上げ温度を850℃以上とする必要がある。

【0037】熱延ランアウト冷却条件: (Ti, Mo)複合炭化物の析出状態を制御し、粒径10nm以下に微細析出させ、原子比で表した $\frac{[Mo]}{[Ti + Mo]}$ の値を0.33～0.77の範囲とするためには熱延ランアウト冷却条件の制御が重要である。(Ti, Mo)複合炭化物の成長を抑制し所望の原子比を有する(Ti, Mo)複合炭化物を得るには熱延仕上げ圧延終了後、5秒間以内に700℃まで冷却する必要がある。

【0038】巻取温度: 粒径が10nm以下の(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織を組織面分率で60～100%とするには、熱延巻取温度を600℃超～675℃とする必要がある。675℃を超えると(Ti, Mo)複合炭化物が成長するため強度が低下し、一方600℃以下であるとフェライト組織分率が低下する。

【0039】鋼帯から溶接管への造管方法は特に限定されないが、ロールフォーミング、電縫溶接、サイザー等による形状矯正という手順で電縫溶接管とする場合には、加工性と靱性の確保のために、以下の式で定義される幅収りを0.3～10%の範囲とすることが望ましい。

$$\text{幅収り} = \left[\frac{\text{〔素材鋼帯の幅〕} - \pi \{ \text{〔製品外径〕} - \text{〔製品肉厚〕} \}}{\pi \{ \text{〔製品外径〕} - \text{〔製品肉厚〕} \}} \right] \times (100\%)$$

【0040】本発明の溶接鋼管には溶接部の良好な加工性、靱性の安全確保の観点から、さらにポストアニールング、酸素濃度の雰囲気制御下でのシーム溶接等を行うことができる。また、本発明規定のミクロ組織、析出物状態を失しない範囲でシーム溶接前後工程での冷間加工、温間加工、熱間加工、熱処理、メッキ処理、表面潤滑処理を加えることができる。

【0041】

【実施例】(実施例1)表1に示すA～Tの20種類の

鋼スラブを約1280℃に再加熱後、仕上圧延温度約915℃、ランアウトでの700℃までの冷却時間約3秒、巻取温度約630℃の条件で板厚2.0mmの熱延鋼帯とし、酸洗、スリッティング、ロール成形した後、溶接し、外径70mmの溶接鋼管とした。幅収率は約4%とした。

【0042】これら鋼管のミクロ組織を観察し、析出物の平均粒径および組成を求めた。その結果を表2に示す。ミクロ組織は断面をナイターエッチング後に走査型電子顕微鏡観察により評価し、析出物の平均粒径と組成は、薄膜の透過型電子顕微鏡観察とエネルギー分散型分光分析によりそれぞれ評価した。

【0043】また、これら鋼管からJIS11号試験片を切り出して引張試験を行い引張強度を求めるとともに、これら鋼管の曲げ加工特性、液圧加工特性、疲労特性を求めた。その結果を表3に示す。

【0044】曲げ加工性は、プレッシャーダイと心金とを併用した回転引曲げによる限界曲げ半径（管中心軸の曲げ半径） ρ （mm）と管外径 d （mm）との比 ρ/d で鋼管の強度 TS （MPa）を割った値 $TS/(\rho/d)$ （MPa）により評価した。値が大きいほど曲げ加工性は良好となる。さらに、複合加工特性を評価する目的で外径縮径率10%の縮径加工後の限界曲げ半径 ρ' （mm）とこのときの限界曲げ半径 ρ' （mm）と管外径 d' （mm）との比 ρ'/d' の値も求めた。

【0045】液圧加工特性は液圧自由バルジ試験時の破断限界周長増加率により、変形部長さを $2d$ （ d ：管外形）とし、軸圧縮「なし」および「あり」の2条件で評価した。軸圧縮力は、管体の応力比（軸方向応力/円周方向応力） $=W/(2\pi r^2 P)=-0.5$ となる条件とした。ただし、 W ：圧縮応力、 r ：肉厚中心半径、 P ：内圧である。

【0046】鋼管の疲労特性は、直管の4点曲げ疲労試験と、曲げ管の一端を固定し、もう一端を曲げ平面に垂直方向に変位させる曲げ振り疲労試験により評価した。直管の4点曲げ疲労試験は片振り、周波数5Hzの条件での10⁶繰り返し疲れ限度 σ_A （最大主応力振幅の2倍）と鋼管強度 TS との比 (σ_A/TS) で評価し、曲

げ管の曲げ振り疲労試験は、曲げ半径 $\rho/d=2.0$ 、曲げ角度90°で回転引き曲げた後、両振り、周波数1Hzの条件での 5×10^5 繰り返し疲れ限度 σ_A （最大主応力の応力振幅）と鋼管強度 TS との比 (σ_A/TS) でそれぞれ評価した。

【0047】表1のNo.1～11は、成分組成が本発明の範囲内であるとともに、粒径10nm以下、原子比で表した $Mo/(Ti+Mo)$ の値が0.33～0.77である（Ti, Mo）複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60～100%である本発明例であり、引張強度 TS が590MPa以上で、 $TS/(\rho/d)$ が400MPa以上、縮径後の限界曲げ半径 ρ'/d' が2.8以下の優れた曲げ加工特性、軸圧縮なしでの周長増加率9%以上、軸圧縮ありで周長増加率17%以上の優れた液圧加工特性を示し、 $(\sigma_A/TS)\geq 0.6$ 、 $(\sigma_B/TS)\geq 0.45$ の優れた疲労特性を示した。

【0048】一方、本発明範囲からCおよびAlが低く外れた鋼L、Mnが低く外れた鋼NのNo.12, 14は、微細な析出物の量が不十分であり、Ti, Moが低く外れた鋼Q、SのNo.17, 19は、炭化物の粒径が10nm以上であり、また、いずれも析出物の組成が本発明の範囲をはずれており、いずれも引張強度が590MPa未満でかつ $TS/(\rho/d)$ が400MPa未満と曲げ加工特性が低く、 (σ_A/TS) が0.6未満、 (σ_B/TS) が0.45未満と疲労特性が低かった。本発明の範囲からO、Mn、O、Ti、Moが高く外れた鋼M、O、P、R、TのNo.13, 15, 16, 18, 20は、フェライト組織面分率、析出物の平均粒径、析出物組成のうち1項目以上が本発明の範囲外となり、 $TS/(\rho/d)$ が400MPa未満と曲げ加工特性が低く、軸圧縮なしでの周長増加率8%以下、軸圧縮ありで周長増加率14%以下と液圧加工特性が低く、 (σ_A/TS) が0.6未満、 (σ_B/TS) が0.45未満と疲労特性も低かった。

【0049】

【表1】

No.	試	化学成分 (wt%)														備考
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Mo	Cr	Nb	その他	Ti/(48/14)N/Mo	
1	A	0.145	0.33	1.36	0.004	0.003	0.035	0.0025	0.0010	0.123	0.25	0.22	0.024	-	0.46	本発明例
2	B	0.042	0.20	1.72	0.003	0.002	0.015	0.0042	0.0011	0.087	0.22	0.01	0.003	-	0.33	本発明例
3	C	0.097	0.54	1.87	0.007	0.002	0.011	0.0053	0.0015	0.058	0.16	0.11	0.000	Ni-0.45	0.25	本発明例
4	D	0.065	0.20	1.11	0.013	0.001	0.0095	0.0038	0.0003	0.046	0.21	0.00	0.000	W-0.44	0.17	本発明例
5	E	0.085	0.23	1.42	0.026	0.0004	0.013	0.0021	0.0015	0.072	0.11	0.14	0.010	-	0.59	本発明例
6	F	0.039	0.15	0.82	0.004	0.001	0.054	0.0010	0.0035	0.044	0.10	0.00	0.000	V-0.047	0.41	本発明例
7	G	0.055	0.14	1.34	0.003	0.004	0.041	0.0028	0.0025	0.066	0.18	0.06	0.009	-	0.43	本発明例
8	H	0.052	0.15	1.20	0.014	0.002	0.035	0.0035	0.0024	0.070	0.20	0.00	0.015	Ca-0.0023	0.29	本発明例
9	I	0.037	0.30	0.78	0.025	0.001	0.026	0.0045	0.0015	0.019	0.02	0.00	0.000	Cr-0.22	0.19	本発明例
10	J	0.047	0.21	1.46	0.024	0.0007	0.075	0.0011	0.0011	0.087	0.33	0.00	0.000	S-0.0003, Ni-0.0011	0.25	本発明例
11	K	0.054	0.16	1.04	0.010	0.001	0.021	0.0028	0.0018	0.082	0.25	0.11	0.018	-	0.29	本発明例
12	L	0.021	0.26	1.56	0.003	0.003	0.000	0.0016	0.0006	0.056	0.15	0.00	0.010	-	0.35	比較例
13	M	0.219	0.18	1.66	0.016	0.001	0.015	0.0038	0.0010	0.052	0.08	0.00	0.023	-	0.48	比較例
14	N	0.056	0.38	0.67	0.026	0.002	0.019	0.0045	0.0008	0.049	0.23	0.00	0.000	-	0.15	比較例
15	O	0.038	0.74	2.36	0.016	0.004	0.035	0.0028	0.0012	0.078	0.09	0.15	0.000	-	0.27	比較例
16	P	0.067	0.15	1.25	0.017	0.001	0.045	0.0052	0.0026	0.069	0.18	0.00	0.000	-	0.37	比較例
17	Q	0.065	0.45	0.65	0.011	0.0008	0.075	0.0038	0.0023	0.008	0.20	0.03	0.000	-	-0.02	比較例
18	R	0.045	0.69	0.65	0.008	0.0002	0.035	0.0049	0.0015	0.165	0.36	0.04	0.000	-	0.47	比較例
19	S	0.043	0.01	1.23	0.015	0.002	0.062	0.0055	0.0025	0.089	0.03	0.18	0.007	-	1.87	比較例
20	T	0.075	0.06	1.66	0.013	0.004	0.049	0.0023	0.0008	0.042	0.75	0.00	0.003	-	0.05	比較例

【0050】

【表2】

No.	ミクロ組織とフェライト中新出物の平均粒径と組成			備考
	フェライト組織 面分率(%)	フェライト以外 の組織 平均粒径(nm)	析出物中の Mo/(Ti+Mo)原子比	
1	88	ベイナイト	4	0.52 本発明例
2	100	-	3	0.58 本発明例
3	97	ベイナイト	1	0.54 本発明例
4	95	パーライト	2	0.85 本発明例
5	83	パーライト	5	0.42 本発明例
6	100	-	7	0.54 本発明例
7	97	セメンタイト	7	0.55 本発明例
8	95	パーライト	6	0.58 本発明例
9	100	-	5	0.51 本発明例
10	100	-	1	0.68 本発明例
11	95	パーライト	2	0.73 本発明例
12	100	-	6	0.24 比較例
13	54	パーライト	22	0.07 比較例
14	95	パーライト	8	0.13 比較例
15	48	ベイナイト	7	0.28 比較例
16	77	パーライト	3	0.44 比較例
17	82	パーライト	23	0.89 比較例
18	100	-	27	0.21 比較例
19	92	パーライト	26	0.02 比較例
20	54	ベイナイト	7	0.85 比較例

【0051】

【表3】

No.	引張強度 TS (MPa)	曲げ加工特性		溶接加工特性		疲労特性		備考
		境界曲げ半径 ρ/d	TS(ρ/d) (MPa)	溶接加工後境界 曲げ半径 ρ/d	自由 ΔL と周長増加率(%) 軸圧縮なし 軸圧縮あり	曲げ疲労強度比 σ_b/TS	曲げ振れ疲労強度比 σ_b/TS	
1	1054	2.2	479	2.8	10	0.80		本発明例
2	828	1.8	458	2.4	11	0.82	0.46	本発明例
3	784	1.6	478	2.3	12	0.81	0.46	本発明例
4	785	1.6	497	2.2	11	0.82	0.47	本発明例
5	888	1.9	473	2.5	10	0.80	0.46	本発明例
6	885	1.4	489	1.9	13	0.82	0.47	本発明例
7	814	1.7	479	2.3	11	0.82	0.49	本発明例
8	825	1.7	485	2.3	11	0.81	0.47	本発明例
9	811	1.3	470	1.8	14	0.83	0.48	本発明例
10	904	1.9	476	2.4	10	0.84	0.49	本発明例
11	815	1.7	479	2.3	10	0.80	0.45	本発明例
12	478	1.6	288	2.4	12	0.58	0.41	比較例
13	1036	3.0	345	破断	6	0.50	0.38	比較例
14	523	1.6	327	2.5	11	0.57	0.41	比較例
15	815	2.4	340	破断	8	0.51	0.38	比較例
16	943	3.0	314	破断	7	0.48	0.33	比較例
17	554	1.8	308	2.8	11	0.52	0.38	比較例
18	1086	3.2	339	破断	5	0.53	0.38	比較例
19	568	1.8	318	2.7	10	0.51	0.37	比較例
20	828	2.4	344	破断	8	0.55	0.40	比較例

* ρ ：管中心軸の曲げ半径(mm)， d ：管外径(mm)

** ρ ：溶接加工後管中心軸の曲げ半径(mm)， d ：溶接加工後の管外径(mm)

*** σ_b ： 10^6 繰返し負れ強度

**** σ_b ：曲げ振れ 5×10^6 繰返し負れ強度

【0052】次に、鋼成分組成が本発明の範囲内にある鋼A、鋼Gを表4に示す条件で熱間圧延して板厚2.0mmの熱延鋼帯とし、酸洗、スリットング、ロール成形した後、溶接し、外径70mmの溶接鋼管とした。幅絞りは約4%とした。得られた鋼管のミクロ組織と析出物の平均粒径および組成を表5に、引張強度、曲げ加工特性、液圧加工特性、疲労特性を表6にそれぞれ示す。

【0053】熱延条件が本発明範囲内にあるNo.21、26は、粒径10nm以下、原子比で表したMo/(Ti+Mo)の値が0.33~0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60~100%であり、引張強度TSが590MPa以上で、TS/(ρ/d)が400MPa以上の優れた曲げ加工特性、軸圧縮なしでの周長増加率9%以上、軸圧縮ありで周長増加率17%以上の優れた液圧加工

特性を示し、(σ_b/TS) ≥ 0.6 、(σ_b/TS) ≥ 0.45 の優れた疲労特性を示した。

【0054】一方、スラブ加熱温度、仕上げ延温度、仕上げ圧延後700℃までの冷却時間、巻取温度のいずれかが本発明の範囲から外れたNo.22~25、27~31では、いずれもフェライト中の析出物の粒径が20nm以上と大きく、原子比で表したMo/(Ti+Mo)の値が0.33未満あるいは0.77を超えるため、TS/(ρ/d)が400MPa未満と曲げ加工特性が低く、強度に比べて液圧加工特性が低く、(σ_b/TS)が0.6未満、(σ_b/TS)が0.45未満と疲労特性も低かった。

【0055】

【表4】

No.	鋼	熱延条件				備考
		スラブ再加熱温度(℃)	仕上げ延温度(℃)	仕上げ延後700℃以下までの冷却時間(s)	巻取温度(℃)	
21	A	1285	815	2	615	本発明例
22	A	1200	825	3	625	比較例
23	A	1165	875	11	630	比較例
24	A	1280	990	2	715	比較例
25	A	1300	935	2	535	比較例
26	G	1280	920	4	630	本発明例
27	G	1145	855	4	835	比較例
28	G	1270	820	3	620	比較例
29	G	1275	905	10	615	比較例
30	G	1255	915	3	885	比較例
31	G	1185	920	3	530	比較例

【0056】

【表5】

No.	フェライト組織 面分率(%)	マイクロ組織とフェライト中新出物の平均粒径と組成			備考
		フェライト以外 の組織	フェライト中新出物の 平均粒径(nm)	析出物中の Mo/(Ti+Mo)原子比	
21	80	ベイナイト	2	0.52	本発明例
22	77	ベイナイト	22	0.22	比較例
23	79	パーライト	23	0.24	比較例
24	85	パーライト	32	0.18	比較例
25	32	ベイナイト	24	0.15	比較例
26	100	—	2	0.48	本発明例
27	94	パーライト	23	0.88	比較例
28	93	パーライト	24	0.21	比較例
29	94	パーライト	29	0.18	比較例
30	97	パーライト	31	0.10	比較例
31	45	ベイナイト	24	0.18	比較例

【0057】

【表6】

No.	引張強度 TS (MPa)	曲げ加工特性		溶圧加工特性		疲労特性		備考
		限界曲げ半径 ρ/d	TS/(ρ/d) (MPa)	縮管加工後限界 曲げ半径 ^{*)} , ρ/d	自由ハルシロン長増加率(%) 軸回転なし 軸回転あり	曲げ疲労強度比 ^{***} σ_s/TS	曲げ疲れ疲労強度比 ^{***} σ_s/TS	
21	1042	2.2	474	2.8	9	0.61	0.46	本発明例
22	760	2.3	330	破断	8	0.55	0.40	比較例
23	760	2.2	345	破断	8	0.54	0.38	比較例
24	685	2.0	343	3.1	9	0.54	0.38	比較例
25	985	3.2	308	破断	4	0.52	0.38	比較例
26	812	1.7	478	2.2	12	0.64	0.48	本発明例
27	578	1.8	321	2.7	11	0.57	0.38	比較例
28	845	2.0	353	2.8	8	0.52	0.41	比較例
29	875	2.1	321	2.9	9	0.58	0.40	比較例
30	704	2.3	306	3.0	8	0.52	0.38	比較例
31	814	2.8	281	破断	7	0.55	0.41	比較例

*: ρ =質点中心の曲げ半径(mm), d =管外径(mm)

** ρ =縮管加工後質点中心の曲げ半径(mm), d =縮管加工後の管外径(mm)

*** σ_s =曲げ10⁶繰返し疲れ限度

**** σ_s =曲げ10⁷繰返し疲れ限度

【0058】本発明の範囲内の溶接鋼管は、型内での溶圧加工特性に優れ、曲げ、液圧、拡張、縮管などを複合した成形においても優れた加工性を示し、複合した成形後の疲労特性にも優れる。

【0059】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、引張強さ590MPa以上の強度を有し、曲げ、液圧、拡張、縮管、およびこれらを複合した成形等に必要な加工性と、優れた疲労特性とを兼備した高強度溶接鋼管を得ることができる。本発明の高強度溶接鋼管は、サスペンションアーム、サスペンションメンバー、アクスルビ

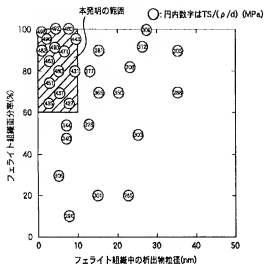
ーム、スタビライザー、フレーム、シャフト等の閉断面自動車構造部材素材として必要な強度、加工性、疲労特性を満たしており、これらの素材として極めて有効である。

【図面の簡単な説明】

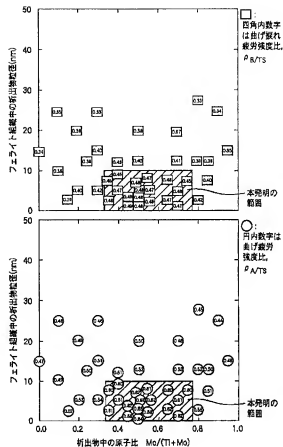
【図1】鋼管のフェライト分率、フェライト組織中新出物の大きさや曲げ加工特性の関係を示すグラフ。

【図2】フェライト組織中新出物の大きさ、析出物の原子比で表したMo/(Ti+Mo)の値と鋼管の疲労特性の関係を示すグラフ。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

- (72)発明者 船川 義正
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内
- (72)発明者 富田 邦和
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内
- (72)発明者 上井 清史
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内

- (72)発明者 飯本 哲
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内
- Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA17 EA18
EA19 EA20 EA22 EA23 EA25
EA27 EA28 EA31 EA32 EA33
EA36 EB05 EB08 EB09 EB11
FA00 FA02 FA03 FB00 FC04
FD05 FE02 FE03 FE05 GA08
JA06